

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2002-212665
 (43)Date of publication of application : 31.07.2002

(51)Int.Cl.

C22C 38/00
 C22C 38/18
 C22C 38/58
 F16B 35/00
 F16F 1/06

(21)Application number : 2001-003375

(71)Applicant : KOBE STEEL LTD

(22)Date of filing : 11.01.2001

(72)Inventor : NAGAO MAMORU
 KOCHI TAKUYA
 KAKO HIROSHI

(54) HIGH STRENGTH AND HIGH TOUGHNESS STEEL

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a high strength and high toughness steel which is suitable as a bar steel stock for a bolt, a spring or the like without requiring the addition of large quantities of Ni and Cr and special thermomechanical treatment.

SOLUTION: The steel contains, by mass, 0.2 to 2.0% Mn and \leq 3.0% Cr also so as to satisfy $\text{Cr}/\text{Mn} \leq 2.5\%$, (0.77–0.12Cr–0.02Mn)% to 0.8% C, \leq 3.0% Si, \leq 0.1% Al, \leq 0.01% P and \leq 0.03% S, and the balance Fe as essential components. The steel has a structure essentially consisting of tempered martensite, and the balance retained austenite. The average particle size of the old austenite particles is $\leq 15 \mu\text{m}$, and, in the structure, undissolved carbides whose aspect ratio expressed by a minor axis/a major axis is ≥ 0.8 , and having a particle size of 0.3 to 0.6 μm are contained by ≥ 50 pieces in the field of $2,300 \mu\text{m}^2$.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2002-212665

(P2002-212665A)

(43)公開日 平成14年7月31日(2002.7.31)

(51)Int.Cl.⁷

C 22 C 38/00

38/18

38/58

F 16 B 35/00

F 16 F 1/06

識別記号

3 0 1

F I

C 22 C 38/00

38/18

38/58

F 16 B 35/00

F 16 F 1/06

テーマコード(参考)

3 0 1 A 3 J 0 5 9

J

A

審査請求 未請求 請求項の数 6 OL (全 10 頁)

(21)出願番号

特願2001-3375(P2001-3375)

(22)出願日

平成13年1月11日(2001.1.11)

(71)出願人 000001198

株式会社神戸製鋼所

兵庫県神戸市中央区臨浜町二丁目10番26号

(72)発明者 長尾 譲

兵庫県神戸市西区高塚台1丁目5番5号

株式会社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内

(72)発明者 高知 琢哉

兵庫県神戸市西区高塚台1丁目5番5号

株式会社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内

(74)代理人 100101395

弁理士 本田 ▲龍▼雄

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 高強度高韌性鋼

(57)【要約】

【課題】 Ni や Cr の多量添加や特殊な加工熱処理を必要とすることなく、ボルト用、ばね用等の条鋼材として好適な高強度高韌性鋼を提供する。

【解決手段】 mass%で、Mn : 0. 2 % ≤ Mn ≤ 2. 0 %, Cr : Cr ≤ 3. 0 %かつCr / Mn ≤ 2. 5, C : (0. 77 - 0. 12 Cr - 0. 02 Mn) % ≤ C ≤ 0. 8 %, Si : Si ≤ 3. 0 %, Al : Al ≤ 0. 1 %, P : P ≤ 0. 01 %, S : S ≤ 0. 03 %および残部 Fe を本質的成分として含有する。焼き戻しマルテンサイトを主体とし、残部が残留オーステナイトによって構成される組織を有する。旧オーステナイト粒の平均粒径が 1.5 μm 以下であり、かつ組織中に短径／長径で表されるアスペクト比が 0. 8 以上で粒径 0. 3 ~ 0. 6 μm の未溶解炭化物を視野 2300 μm² 中に 50 個以上有する。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 mass%で、

Mn : 0. 2 % ≤ Mn ≤ 2. 0 %,

Cr : Cr ≤ 3. 0 %かつCr/Mn ≤ 2. 5,

C : (0. 77 - 0. 12Cr - 0. 02Mn) % ≤ C

≤ 0. 8 %,

Si : Si ≤ 3. 0 %,

Al : Al ≤ 0. 1 %,

P : P ≤ 0. 01 %,

S : S ≤ 0. 03 %,

および残部Feを本質的成分として含有し、

焼き戻しマルテンサイトを主体とし、残部が残留オーステナイトによって構成される組織を有し、旧オーステナイト粒の平均粒径が $15 \mu\text{m}$ 以下であり、かつ組織中に短径/長径で表されるアスペクト比が0.8以上で粒径 $0.3 \sim 0.6 \mu\text{m}$ の未溶解炭化物を視野 $2300 \mu\text{m}^2$ 中に50個以上有する、高強度高韌性鋼。

【請求項2】 さらに、Ni ≤ 2. 0 %, Mo ≤ 1. 0 %, Cu ≤ 1. 0 %, W ≤ 1. 0 を満足するNi, Mo, Cu およびWの内の1種以上を含有する請求項1に記載した高強度高韌性鋼。

【請求項3】 さらに、V ≤ 0. 01 %, Ti ≤ 0. 01 %, Nb ≤ 0. 01 %, Hf ≤ 0. 01 %, Zr ≤ 0. 01 %, Ta ≤ 0. 01 %を満足するV, Ti, Nb, Hf, Zr およびTa の内の1種以上を含有する請求項1または2に載した高強度高韌性鋼。

【請求項4】 さらに、(Ca + Mg + REM) ≤ 0. 01 %を満足するCa, Mg, REMの内の1種以上を含有する請求項1から3のいずれか1項に載した高強度高韌性鋼。

【請求項5】 請求項1から4のいずれか1項に記載された高強度高韌性鋼によって形成されたボルト用鋼材。

【請求項6】 請求項1から4のいずれか1項に記載された高強度高韌性鋼によって形成されたばね用鋼材。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明が属する技術分野】 本発明は、ばね用鋼材、ボルト用鋼材等の条鋼材として好適な高強度高強韌性鋼に関する。

【0002】

【従来の技術】 近年、自動車の燃費改善のために使用鋼材の軽量化ニーズが高まり、ばね用鋼材、ボルト用鋼材などの条鋼材に対してもますます高強度化が望まれている。例えば、ボルト用鋼材では引張強さ $1200 \sim 2000 \text{ MPa}$ (ロックウェルC硬さ換算でHRC 39~54)、ばね鋼材では $1600 \sim 2200 \text{ MPa}$ (HRC換算でHRC 47~58)の強度が望まれている。

【0003】 高強度鋼としてマルテンサイト鋼が利用されるが、高強度化の弊害として遅れ破壊感受性や、腐食疲労特性が劣化するため、これらの特性の向上が必要である。

あり、鋼材自体の韌性を高めることが根本的な技術課題である。前記ボルト用鋼材、ばね用鋼材の韌性については、規格化された評価基準がある訳ではないが、(社)日本鉄鋼協会講演大会概要集CAMP-I SJ V o 1. 11 (1988) - p 495に示される陰極チャージ寿命試験によって破壊韌性値K_{IC}を代用評価する手法では、1000秒以上の寿命を確保することが望まれている。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】 マルテンサイト鋼の韌性を高める方策として、例えば、特公昭60-30736号公報には高周波加熱焼入れによって微細マルテンサイトを形成する冷間成形コイルばねの製造方法が開示されている。この高周波加熱処理はオーステナイト粒を微細化することで、間接的にマルテンサイトを微細化する技術である。しかし、オーステナイト粒の微細化による韌性向上にも限界があり、さらなる高韌性化技術の開発が望まれている。

【0005】 他のマルテンサイト鋼の韌性向上技術として、転位密度の高い未変態オーステナイトから焼き入れる技術が提唱されている。例えば、特開平6-116637号公報には、Niを多量添加した成分系の鋼を用い、昇温中にせん断型逆変態オーステナイト相を生成させ、これを活用した技術が開示されている。しかし、Niは積極的に利用するには高価な元素であるという問題点がある。また、特開平11-229075号公報には、上記問題を解決する手段として鋼成分を限定し、昇温速度、冷却速度をさらに制限する厚鋼板の製造方法が開示されている。しかし、この技術は利用範囲が厚板に限られ、到達強度がTS(引張強さ)で 1551 MPa 、韌性を示す破断応力で 945 MPa 止まりであるため、自動車部品に使用される高強度高韌性鋼としては強度、韌性が不足している。

【0006】 また、特開平8-67950号公報には、マルテンサイト系ステンレス鋼の韌性改善手段としてマトリックス中に粒径 $2 \mu\text{m}$ 以下のCr炭化物(M₂₃C₆)を分布させ、旧オーステナイト粒径を $15 \sim 30 \mu\text{m}$ にまで微細化することによって、韌性を改善する技術が開示されている。しかし、この技術は多量のCr添加が必須であるため、ばね、ボルト用鋼材の高強度化に寄与する鉄系の焼き戻し炭化物が析出成長せず、Cr系炭化物が主体となるため、効果的に高強度化することが困難である。また、この技術によって向上する韌性は、低温韌性であって、ばねやボルトに要求される遅れ破壊感受性に寄与する韌性とは技術的特性が別異である。

【0007】 本発明は上記問題点を解決すべくなされたものであり、NiやCrなどの合金元素の多量添加や特殊な加工熱処理を必要とすることなく、ばね、ボルトなどの素材に供される条鋼材として好適な、環境脆化特性

に優れた高強度高韌性鋼を提供することを目的とする。

【0008】

【課題を解決するための手段】本発明者がマルテンサイト鋼の韌性を改善する方策について、鋭意研究した結果、高強度化と高韌性化を両立する根本原理はオーステナイト結晶粒の微細化ではなく、その下部構造であるマルテンサイト組織の下部組織を微細化することが有効であり、さらに特殊な熱処理を必要とせずにマルテンサイト下部組織を微細化するには、マルテンサイト下部組織の成長を抑制する障害物を鋼中に分散させることが重要であるとの知見を得て、本発明を完成するに至った。上記知見を基に完成された本発明の特徴は、C量を亜共析組成と呼ばれる0.8%以下に押さえて鋼の脆化を防止しつつ、しかもC量を押さえたにもかかわらず、Mn、Cr含有量を制御して、過共析組成のようにオーステナイト中に微細炭化物を分散析出させ、これによってマルテンサイトの下部組織を微細化し、韌性を著しく向上させたところにある。過共析とは、高温加熱時のオーステナイト相から冷却したときに、熱力学的に平衡析出する相がフェライトではなく炭化物である成分系を意味する。

【0009】すなわち、本発明の高強度高韌性鋼は、0.8%C以下であるにもかかわらず、オーステナイト相に炭化物が分散する状態を比較的容易に得ることができる成分系を有するものであり、mass%で、

Mn : 0.2% ≤ Mn ≤ 2.0%

Cr : Cr ≤ 3.0%かつCr/Mn ≤ 2.5

C : (0.77 - 0.12Cr - 0.02Mn) % ≤ C ≤ 0.8%

Si : Si ≤ 3.0%

Al : Al ≤ 0.1%

P : P ≤ 0.01%

S : S ≤ 0.03%

および残部Feを本質的成分として含有し、焼き戻しマルテンサイトを主体とし、残部が残留オーステナイトによって構成される組織を有し、旧オーステナイト粒の平均粒径が15μm以下であり、かつ組織中に短径/長径で表されるアスペクト比が0.8以上で粒径0.3~0.6μmの未溶解炭化物を視野2300μm²中に50個以上有する。

【0010】鋼成分として、さらにNi ≤ 2.0%、Mo ≤ 1.0%、Cu ≤ 1.0%、W ≤ 1.0を満足するNi、Mo、CuおよびWの内の1種以上、あるいはさらにV ≤ 0.01%、Ti ≤ 0.01%、Nb ≤ 0.01%、Hf ≤ 0.01%、Zr ≤ 0.01%、Ta ≤ 0.01%を満足するV、Ti、Nb、Hf、ZrおよびTaの内の1種以上、あるいはさらに(Ca + Mg + REM) ≤ 0.01%を満足するCa、Mg、REMの内の1種以上を含有することができる。本発明鋼は、高強度のみならず高韌性を有するので、ボルト用鋼材、ば

ね用鋼材として好適に利用される。

【0011】

【発明の実施の形態】まず、本発明鋼の成分限定理由について説明する。単位は全てmass%である。

Mn : 0.2% ≤ Mn ≤ 2.0%

Mnは焼入性を高める元素であるとともに、添加することで共析組成を低炭素側に移動させる元素である。0.2%未満では高強度化に必要な焼入性を確保することができない。一方、2.0%超の添加は韌性の高いマルテンサイト組織であるラスマルテンサイトを減じ、韌性向上に好ましくない双晶マルテンサイトの分率を高め、韌性を低下させる。このため、Mn量の下限を0.2%、好ましくは0.3%とし、その上限を2.0%、好ましくは1.5%とする。

【0012】

Cr : Cr ≤ 3.0%、かつCr/Mn ≤ 2.5

Crは共析組成を低炭素側に大きく移動させる元素であり、好ましくは0.1%以上添加するのがよい。しかし、Cr量が3.0%を超えると冷間加工性に著しい悪影響が生じるので、Crの上限を3.0%、好ましくは2.0%とする。一方、Cr/Mn比が2.5を超えると、未溶解炭化物の分布状況を本発明のごとく制御しても韌性を向上する効果を失うので、Cr/Mnの比を2.5以下に規定し、母相マルテンサイトの韌性を確保する。

【0013】C : (0.77 - 0.12Cr - 0.02Mn) % ≤ C ≤ 0.8%

C量は韌性を確保するためには0.8%以下にすることが必要であり、好ましくは0.77%以下とするのがよい。一方、オーステナイト中に微細炭化物を析出させてマルテンサイトを高韌性化するには、共析C量を示すCパラメータf(Mn, Cr) = (0.77 - 0.12Cr - 0.02Mn) の値以上にすることが重要である。このため、C量を上記範囲に規定する。

【0014】Si : Si ≤ 3.0%

Siは脱酸のために有効な元素であるが、過剰の添加は表層脱炭などの悪影響が現れるため、3.0%以下に止める。

【0015】Al : Al ≤ 0.1%

AlもSiと同様、脱酸のために有効な元素であるが、過剰の添加は表層脱炭などの悪影響が現れるため、0.1%以下に止める。

【0016】P : P ≤ 0.01%、S : S ≤ 0.03%これらの元素は不純物であり、少ない程よい。過多に含有されると、粒界脆化などを引き起こすため、P : 0.01%以下、S : 0.03%以下に止める。なお、Sは被削性向上作用があるので、被削性が必要な場合には上記範囲内で添加することができる。

【0017】本発明の鋼は上記成分および残部Feを本質的成分として含有するが、その他、不可避的不純物の

ほか、本発明鋼の特性を妨げない範囲で他の元素を添加することができる。例えば、Nは脆化の原因になり易いが、0.015%程度以下なら差し支えない。さらに、本発明鋼の機械的性質をより向上させるため、例えば、下記範囲でNi、Mo、Cu、Wの内から1種以上、あるいはさらにV、Ti、Nb、Hf、Zr、Taの1種以上、あるいはさらにCa、Mg、REM(希土類元素)の内から1種以上を添加することができる。REMとしては、La、Ce、Pr、Nd、Yを例として挙げることができる。

【0018】Ni≤2.0%、Mo≤1.0%、Cu≤1.0%、W≤1.0%

これらの元素は、鋼の焼入性を左右する元素である。強度調整を目的として添加することができる。しかし、過剰の添加は熱間加工性等に悪影響を及ぼすので、各元素の上限を上記のように定める。

【0019】V≤0.01%、Ti≤0.01%、Nb≤0.01%、Hf≤0.01%、Zr≤0.01%、Ta≤0.01%

これらの元素は微細炭窒化物を生成し、水素トラップサイトとして作用するため、耐水素脆性を改善する目的で添加することができる。しかし、各々の元素に付き、0.01%超の添加は析出強化が過剰となって韌性を低下させるので、各々0.01%以下に止める。

【0020】

Ca、Mg、REMの1種以上の合計で0.01%以下
Ca、Mg、REMは介在物の形態制御が可能な脱酸元素であり、被削性を改善する効果を有するため、0.01%を上限として添加することができる。

【0021】次に、本発明鋼の組織について説明する。本発明鋼は、組織が焼き戻しマルテンサイトを主体とする組織によって構成される。焼き戻しマルテンサイトは、組織全体を占めることが望ましいが、10体積%以下、好ましくは5体積%以下の残留オーステナイトを含んでいても実用上問題はない。一方、フェライト、パラライトは強度を劣化させるため、組織中に含まれないようにする。

【0022】本発明鋼は、上記のとおり、焼き戻しマルテンサイトを主体とし、少なくとも組織中で90体積%、好ましくは95体積%を占めるようにして高強度を確保するものであるが、韌性向上の観点から、旧オーステナイトの平均粒径を1.5μm以下、好ましくは1.0μm以下とする。旧オーステナイト平均粒径が1.5μm超になると、いわゆる粒界割れが破壊の機構として働くようになり、韌性を著しく低下させるようになる。

【0023】さらに、本発明鋼は、韌性をより向上させるため、マルテンサイト主体の組織中に未溶解炭化物を分散させた組織とする。未溶解炭化物の平均粒径は、0.3μm以上、0.6μm以下とする。マルテンサイトの下部組織の成長を抑制する障害物となるには、マル

テンサイトの下部組織の最小単位である「ラス」の幅よりも広い炭化物でなければならない。0.3μmより小さい炭化物は、「ラス」の成長を抑制することができないため、平均粒径の下限を0.3μmとする。一方、0.6μm以上の粗大炭化物は、クラックの起点となって韌性を低下させる。このため、未溶解炭化物の平均粒径の下限を0.3μm、好ましくは0.35μmとし、その上限を0.6μm、好ましくは0.55μmとする。

【0024】さらに、前記未溶解炭化物である基準として、炭化物のアスペクト比を0.8以上とする。マルテンサイトの下部組織の微細化に有効に作用する炭化物は、焼き入れ前に存在するいわゆる未溶解炭化物であり、強度調整、韌性確保のために行われる焼き戻し中に析出する炭化物ではない。両者は原則的に同一組成の炭化物であるため、判別が困難とされてきたが、本発明者の研究により、析出形態の特徴から粒状の炭化物は未溶解炭化物であると判断できることを突き止めた。未溶解炭化物と判断できる炭化物形態の基準として、本発明では炭化物のアスペクト比を0.8以上とするものである。なお、アスペクト比は、炭化物の短径/長径で求められる値であり、アスペクト比が1に近い程、炭化物は真円に近い形態を取る。

【0025】さらに、前記未溶解炭化物の個数として、本発明では視野2300μm²中の炭化物の個数が50個以上であることを必要とする。前記未溶解炭化物はオーステナイト粒内に存在して初めて効果を発揮する。2300μm²に50個以上、好ましくは100個以上の炭化物を存在させることにより、オーステナイト粒内で下部組織を分断する、すなわち一つのオーステナイト粒内で種々の方位を持ったマルテンサイトを生成させるのに有効に働く。50個未満では下部組織微細化の効果が小さく、更なる韌性向上効果を期待することができない。

【0026】次に本発明鋼の推奨される製造条件について説明する。本発明鋼は、前記組成の鋼材を後述する条件で焼き入れ、焼き戻すことによって製造される。焼き入れ処理を行う前の鋼材(素材)の組織については特に制限されない。例えば、所定組成のピレットを常法に従って熱間圧延した条鋼材を素材として適宜使用することができる。

【0027】もっとも、未溶解炭化物の分布状況をより容易に制御するためには、素材の組織を焼き戻しマルテンサイト、あるいは球状化炭化物組織とすることが望ましい。焼き戻しマルテンサイトは、焼き入れ後の素材を(Acm点+100)℃以上の温度で30分から1時間程度加熱した後、臨界冷却速度以上で冷却し、さらに焼き戻し温度を300℃以上、好ましくは450℃以上、600℃以下とすることによって得ることができる。このような条件にて素材を焼き戻し組織とすることで、後段の焼き入れ処理の際の加熱時間を30分程度以内に短

縮することが可能となる。一方、球状化組織を得る方法としては、常法として知られているように、A1点温度直下まで徐熱、保持し、その後に徐冷する方法を挙げることができる。

【0028】前記規定した所定粒径、アスペクト比、個数の未溶解炭化物を含むマルテンサイト主体組織を得るために、少なくとも一部に前記未溶解炭化物が残存するオーステナイト相から、臨界冷却速度以上でMs点以下まで冷却することが必要である。加熱温度の上限は特に定めないが、炭化物が固溶する温度Ac点以上に長時間加熱すると本発明の重要な因子である未溶解炭化物が保持時間を経て完全に消失することになる。このため、Ac点以上に加熱する場合は未溶解炭化物が完全に固溶しない温度および時間以内で加熱することが必要である。具体的には、Ac点以上に加熱する場合、(Ac点+80)℃以下、望ましくは(Ac点+40)℃以下の範囲で加熱することにより保持時間の長短による未溶解炭化物数のばらつきを少なくすることが出来る。Ac点以下に加熱する場合には、長時間の加熱を行っても、炭化物が完全に固溶することができないので、安定して本発明の意図する組織を得ることが出来る。加熱時間は旧オーステナイト粒径の制御とも関連するので、Ac点以上、あるいはそれ以下のいずれの場合でも、1hr以内、好ましくは30分以内とすることが望ましい。

【0029】加熱後の焼き入れの際の冷却速度は、フェライト変態やパーライト変態をさせないために臨界冷却速度以上とすることが必要である。臨界冷却速度未満では、フェライトやパーライトが主体となる組織となって必要な強度を確保することができない。冷却速度の上限は特に定めないが、工業的に得られる水冷などの冷却速度範囲であれば特に問題はない。また、マルテンサイト組織を得るために、Ms点として定められるマルテンサイト変態が開始する温度より低温まで臨界冷却速度以上で冷却することが重要である。もっとも、鋼成分、冷却条件によっては、鋼中に残留オーステナイトが残留する場合があるが、既述のように、本発明では10体積%以下の残留オーステナイトは許容される。Ms点は実験室的な測定によって求めることができるが、通常、下記式によって近似計算しても実用上問題はない。

$$Ms\text{ (}^{\circ}\text{C)\text{ = }}550 - 361 \times C - 39Mn - 35V - 20Cr - 17Ni - 10Cu - 5(Mo + W)$$

【0030】焼き入れ処理後、1200～2300MPa程度の強度を得るように、強度調整を目的として焼き戻し処理を実施する。焼き戻し処理での最高到達温度T(絶対温度K)、加熱開始から冷却開始までの時間を示す加熱時間t(hr)については、常法のように、 $T = 573 \sim 873$ の範囲で、 $\lambda = T \times (20 + \log t)$ が概ね下記式を満足するように設定すればよい。 $1000 \leq \lambda \leq 1800$

【0031】以下、実施例を挙げて本発明をより具体的

に説明するが、本発明はかかる実施例によって限定的に解釈されるものではない。

【0032】

【実施例】実施例1

表1および表2に示す成分の鋼を実験的に溶製し、その鋳造片に熱間加工を施して直径16mm、長さ150mmの丸棒材を得た。これらの試験材に表3に示す条件にて熱処理を施した。加熱は大気炉で行い、焼入れは油冷(70℃)とした。焼き戻しにはソルトバスを用いた。焼き戻しの処理時間(試験材をソルトバスに投入してから取り出すまでの時間)は全て1hrとした。なお、表1および2には各鋼のMs点、A1点、Ac点を、表2にはフェライト、パーライトが生成しない臨界冷却速度も併せて示した。

【0033】得られた試料の一部を組織観察用試験片に、一部を韌性評価用の試験片に加工した。組織観察用試験片を用いて旧オーステナイト粒径および未溶解炭化物個数の測定を行うと共に組織の全体観察を行い、残留オーステナイト量を測定した。一方、韌性評価用試験片を用いて、強度の指標となるロックウェルCスケール硬さ(HRC)および韌性評価特性値として陰極チャージ寿命(陰極CH寿命)を測定した。陰極CH寿命は4点曲げー陰極チャージ試験における破断寿命を意味する。

【0034】前記旧オーステナイト粒径の測定は、JIS G0551に規定される「鋼のオーステナイト結晶粒度試験方法」を参考として、焼き戻し処理後の試料の表面を鏡面研磨した後、ピクリン酸アルコール溶液を塗布して組織を現出させた後、光学顕微鏡にて倍率400倍で任意の位置から4枚の組織写真を撮影し、各写真ともJIS G0551附属書4に示された直線交差線分法によって平均切片長さを求め、これを旧オーステナイト粒径とした。

【0035】前記未溶解炭化物個数の測定は、焼き戻し処理後の試料の表面を湿式研磨にて鏡面研磨した後、酸化皮膜が形成されないように乾燥させることなくそのまま5%ナイタルに2秒間浸漬し、得られた被頭組織面をSEM(使用機種:日立製FE-SEM、機種名S-4500)にて加速電圧20kV、倍率5000倍で自動露光にてポラロイド(登録商標)写真を撮影し、得られた写真(視野 $2300\mu\text{m}^2$)をスキャナーにて取り込み(使用機種:EPSON社製EP2000、イメージ取り込み用ソフト:EP Scan! II 32、取り込み条件:256色グレー、中間調なし、ドロップアウトなし、高品位品質、解像度120dpi)、取り込んだ画像を画像解析ソフト(The Proven Solution社製、Image Pro Plus ver. 4.0.0.11)にてSEM写真上にて白い粒子として認識される炭化物をカウントさせ、アスペクト比として梢円長短軸比の逆数が0.8以上かつ粒径として直径(平均)が0.3～0.6μmのものをカウントした。なお、個数測定に供した組織写真(試料No.

5) の一例を図3に示す。

【0036】残留オーステナイト量の測定は、X線回折によって求めた。X線回折装置としてRAD-RU300(理学電機製)を用い、X線源としてCoK α を用い、強度を40kV-200mAとして測定した。定量にはお互い重なりのないピークとして、 α -Feに(200)、 γ -Feに(200)の各ピークを選択した。また、配向を除くため、試料に回転と揺動をかけて測定した。定量用に測定したそれぞれのデータを用いて積分強度計算を行い、ピークの積分強度を求めた。求めたピーク強度を用いて下記式により残留 γ 量を計算した。

$$V_{\gamma} = 1 / ((I_{\alpha}/I_{\gamma}) \times K + 1) \times 100 \text{ (vol \%)}$$

ここに、 V_{γ} は γ -Feの体積濃度 (vol %)、 I_{α} は α -Fe (200) のピーク強度、 I_{γ} は γ -Fe (200) のピーク強度である。また、Kは組み合わせたピークに対する定数で、K=2.3616である。

【0037】硬度HRCの測定は、試料表面を湿式機械研磨した後、4点を測定し、その平均を求めた。

【0038】前記4点曲げ-陰極チャージ試験は以下の要領によって実施された。先ず、焼き戻し後の試料から、放電加工により長さ60mm、幅15mm、厚さ1.5mmの板状試験片を切出し、図1に示すように、治具1にて試験片2を曲げ応力1400MPaで4点にて拘束する。この試験片2を装着した治具1を0.5mol/リットルの硫酸と0.01mol/リットルのKSCNとの混合液に浸し、陽極に白金電極を用い、陰極

電位-700mVを付加することで、試験片に電気化学的に水素を供給する。電位付与後、曲げ応力を与えた試験片が破断するまでの時間を測定する。寿命1000secを超えるものが、高強度高韌性鋼として実用に適することから、寿命1000secを合否判定基準とした。なお、韌性の評価は、ばね用鋼材、ボルト用鋼材の場合、シャルビ衝撃試験のような動的な韌性や、薄板にみられるTS(引張強さ)×EL(伸び)で示される韌性ではなく、破壊韌性値K_{IC}、J_{IC}が評価に適している。しかし、寸法効果があるため正確なK_{IC}、J_{IC}を測定することは困難であるので、本実施例においても、韌性の評価として、(社)日本鉄鋼協会講演大会概要集CAMP-ISIJ Vol. 11 (1988)-p. 495に記載されているように、4点曲げ-陰極CH寿命によって韌性を評価することとした。

【0039】これらの測定結果を表3に併せて示す。また、硬度HRC(強度の代用)と陰極CH寿命との関係を整理したグラフを図2に示す。組織の全体観察による組織構成については、本発明の試料No. 1~14について、No. 1~12は組織全体がほぼ焼き戻しマルテンサイトで占められたが、No. 13は焼き戻しマルテンサイトの他、体積率で残留オーステナイトが8%程度、No. 14は残留オーステナイトが3%程度観察された。また、No. 15は残留オーステナイトが14%程度観察された比較例である。

【0040】

【表1】

鋼種 No.	化 学 成 分 (mass%)、残部: 實質的 Fe)										Ms点 °C	A1点 °C	Acm点 °C
	C	S	i	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	N			
1	0.77	0.21	0.21	0.009	0.008	0.1	0	0.0300	0.0060	Mo:0.8	258	729	764
2	0.74	0.19	1.81	0.008	0.013	0.1	0	0.0250	0.0050	V:0.05	205	710	746
3	0.63	0.06	1.95	0.006	0.008	1.0	0	0.0310	0.0010		227	721	757
4	0.58	0.89	1.92	0.007	0.012	1.5	0	0.0350	0.0090	Tl:0.05	236	754	793
5	0.55	0.20	1.50	0.008	0.015	3.0	0	0.0360	0.0060		233	763	786
6	0.46	0.31	1.23	0.006	0.009	2.9	1.9	0.0510	0.0060	Cu:0.5, Zr:0.03	246	736	786
7	0.50	1.52	0.95	0.009	0.026	2.3	0	0.0900	0.0050	(Ca+Mg+REM):0.008	286	786	834
8	0.72	0.23	0.21	0.010	0.005	0.5	0	0.0310	0.0000	Nb:0.04	272	736	770
9	0.65	1.41	1.12	0.005	0.011	1.0	0	0.0270	0.0050	Ta:0.01	252	769	806
10	0.53	0.98	1.15	0.007	0.012	2.1	0	0.0220	0.0030	W:0.8	268	775	816
11	0.75	2.91	1.04	0.009	0.009	0.2	0	0.0330	0.0050	Hf:0.01	235	800	838
12	0.68	2.34	0.75	0.010	0.019	0.9	0	0.0300	0.0080		254	798	842
13	0.57	1.20	1.31	0.005	0.003	1.5	0	0.0310	0.0045		264	769	801
14	0.57	2.10	1.42	0.008	0.010	1.6	0	0.0290	0.0061		257	776	812
15	0.55	2.90	1.30	0.004	0.013	1.8	0	0.0330	0.0052		263	826	866
* 16	0.78	0.77	0.13	0.007	0.009	0.1	0	0.0250	0.0560		261	746	784
* 17	0.75	0.81	2.03	0.008	0.009	0.1	0	0.0210	0.0520		198	727	767
* 18	0.40	0.83	2.02	0.008	0.008	3.1	0	0.0350	0.0050		265	778	821
* 19	0.40	0.80	1.22	0.008	0.008	3.1	0	0.0350	0.0020		296	786	824
* 20	0.41	1.51	1.20	0.007	0.007	3.1	0	0.0360	0.0064		293	806	848

(注) 鋼種No. に * を付したもの: 比較対象鋼

【0041】

【表2】

鋼種 No.	化学成分 (mass%、残部: 實質的 Fe)										Ms点 ℃	A1点 ℃	Acm点 ℃
	C	S	i	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	N			
* 21	0.45	1.51	1.15	0.006	0.007	2.9	0	0.0370	0.0021		285	804	850
* 22	0.72	1.52	0.23	0.007	0.008	0.6	0	0.0380	0.0035		269	775	813
* 23	0.77	1.55	0.18	0.007	0.009	0.5	0	0.0310	0.0044		255	775	825
* 24	0.74	1.50	0.18	0.007	0.008	0.4	0	0.0290	0.0054		268	771	808
* 25	0.95	0.15	0.30	0.008	0.008	0.9	0	0.0250	0.0081		177	739	863
* 26	1.01	0.17	0.35	0.007	0.009	1.1	0	0.0310	0.0055		151	742	891
* 27	1.08	0.33	0.48	0.008	0.007	1.2	0	0.0290	0.0041		118	747	924
* 28	0.55	0.15	1.95	0.008	0.006	1.0	0	0.0300	0.0047		255	728	Acmなし
* 29	0.61	0.15	1.12	0.007	0.007	1.0	0	0.0310	0.0061		266	732	Acmなし
* 30	0.46	0.12	0.95	0.007	0.008	2.3	0	0.0320	0.0066		301	755	Acmなし
* 31	0.70	0.21	1.04	0.007	0.010	0.2	0	0.0270	0.0072		253	721	Acmなし
* 32	0.68	0.20	0.21	0.007	0.006	0.5	0	0.0310	0.0066		286	735	Acmなし
* 33	0.81	0.22	0.21	0.007	0.008	0.1	0	0.0330	0.0073		247	729	777
* 34	0.83	0.21	0.75	0.007	0.009	0.8	0	0.0300	0.0020		203	736	824
* 35	0.82	0.21	1.15	0.007	0.011	2.1	0	0.0260	0.0045		167	752	886
* 36	0.93	0.19	1.91	0.007	0.008	0.1	0	0.0300	0.0055		138	710	807
* 37	0.45	3.04	1.88	0.008	0.015	2.8	0	0.1500	0.0060		254	838	885
* 38	0.58	0.89	1.82	0.015	0.035	1.5	0	0.0350	0.0080	Tl: 0.05	236	754	793
* 39	0.46	0.31	1.23	0.006	0.009	2.9	1.9	0.0510	0.0060	Cu: 1.05 Zr: 0.03	246	736	786
* 40	0.72	0.23	0.21	0.010	0.005	0.5	0	0.0310	0.0900	Nb: 0.15	272	736	770
* 41	0.50	1.52	0.95	0.009	0.026	2.3	0	0.0900	0.0050	(Ca+Mg+REM): 0.015	286	796	834

(注) 鋼種No.に*を付したもの: 比較対象鋼

[0042]

【表3】

試料 No.	鋼種 No.	臨界冷却速度 ℃/s	焼入処理			焼戻し 温度 ℃	旧オーステナイト粒径 μm	未溶解炭化物 個数	HRC	陰極CH 寿命 秒
			加熱 温度 ℃	保持 時間 分	冷却 速度 ℃/s					
1	1	10	750	30	50	350	13	320	57	1151
2	2	10	730	30	50	350	15	330	56	1152
3	3	10	730	30	50	350	13	341	55	1153
4	4	10	770	30	50	350	12	125	56	1153
5	5	10	800	30	50	450	12	70	47	1154
6	6	10	750	30	50	500	13	523	46	1155
7	7	10	850	30	50	350	15	460	48	1156
8	8	10	800	30	50	350	15	350	55	1157
9	9	10	830	30	50	350	13	246	54	1158
10	10	10	830	30	50	350	12	121	54	1159
11	11	10	850	30	50	350	15	411	56	1160
12	12	10	880	30	50	350	14	570	55	1161
13	13	10	780	30	30	350	14	86	54	1003
14	14	10	800	30	50	350	14	121	53	1121
* 15	15	20	840	30	25	350	15	95	52	503
* 16	16	80	800	30	50	350	14	313	56	412
* 17	17	30	800	30	50	350	13	110	56	246
* 18	18	30	800	30	50	350	13	812	53	159
* 19	19	30	850	30	50	350	14	858	53	341
* 20	20	30	850	30	50	350	15	821	54	126
* 21	21	30	850	30	50	350	14	715	54	299
* 22	22	10	800	30	50	350	13	560	55	423
* 23	23	80	800	30	50	350	13	90	56	321
* 24	24	80	800	30	50	350	15	83	56	123
* 25	25	30	830	60	50	180	14	411	61	21
* 26	26	30	830	60	50	180	14	425	60	26
* 27	27	30	830	60	50	180	15	531	60	19
* 28	28	10	750	30	50	350	14	—	56	242
+ 29	29	10	770	30	50	350	13	—	56	444
* 30	30	10	800	30	50	350	15	—	54	316
* 31	31	10	750	30	50	350	14	—	55	535
* 32	32	10	770	30	50	350	14	—	54	151
* 33	33	10	800	30	50	350	15	510	57	249
* 34	34	10	820	30	50	350	14	280	57	151
* 35	35	10	860	30	50	350	13	413	57	467
* 36	36	10	830	30	50	350	13	659	57	209
* 37	37	10	850	30	50	350	14	144	55	189
* 38	38	10	820	30	50	350	15	254	55	154
* 39	39	10	820	30	50	350	14	421	55	144
* 40	40	10	780	30	50	350	14	642	56	295
* 41	41	10	800	30	50	350	15	467	54	331

(注) 試料No.に*を付したもの：比較例

【0043】表3および図2より、本発明の成分系の鋼を用い、かつ旧オーステナイト粒径、未溶解炭化物個数が本発明条件に合致するNo. 1～No. 14の試料は、韌性の指標となる陰極CH寿命が1000秒を超える良好な韌性を有することがわかる。しかし、本発明の組織、成分から外れる鋼材（鋼No. 15～41）を用いた鋼では最長でも540秒未満であり、高韌性が得られていない。

【0044】実施例2

下記の本発明成分を満足する鋼を実施例1と同様の手法で溶製し、その鋳造片を丸棒材に熱間加工し、得られた丸棒材に対して表4に示す種々の条件にて焼き入れ、焼き戻し処理（処理時間1hr）を行い、実施例1と同様

にして、旧オーステナイト粒径、未溶解炭化物個数、HRC、陰極CH寿命を調べた。得られた結果を表4に併せて示す。また、HRCと陰極CH寿命との関係を図4に示す。なお、各試料の組織は焼き戻しマルテンサイトがほぼ100%であった。

・鋼成分 (mass%、残部Fe)

C : 0.55%、Si : 0.19%、Mn : 1.61%、P : 0.008%、S : 0.007%、Cr : 3.0%、Al : 0.031%、N : 0.006%。Ms = 228.7°C、Al = 762°C、Ac_m = 850°C、臨界冷却速度 = 3°C/s。

【0045】

【表4】

試料 No.	焼入処理			焼戻し 温度 ℃	旧オーステナイト粒径 μ	未溶解 炭化物 個数	H R C	陰極CH 寿命 秒
	加熱 温度 ℃	保持 時間 分	冷却 速度 ℃/s					
51	780	30	5	320	13	122	56	1290
52	840	30	5	400	13	122	54	1551
53	800	60	5	450	13	122	52	1489
54	800	60	5	500	13	122	50	1354
55	800	30	10	550	13	122	50	1560
* 56	750	60	10	400	—	600	49	452
* 57	950	60	5	320	13	70	37	256
* 58	900	360	5	320	18	81	55	309

(注) 試料No.に*を付したもの：比較例

【0046】表4のNo. 1～5に示すように、焼き入れの際の熱処理条件を適切に制御することで、本発明に規定する所定の組織が得られ、高強度とともに陰極CH寿命が1000秒以上の良好な韌性が得られた。一方、本発明の鋼成分を満足していても、No. 56では焼き入れの際の加熱温度が低すぎてオーステナイト化することができなかった。また、No. 57のように加熱温度が高すぎると、未溶解炭化物が溶解して、炭化物個数が不足し、260秒程度まで韌性が劣化することがわかる。また、No. 58のように、オーステナイト化の保持時間が長すぎると、旧オーステナイト粒が粗大化し、やはり韌性が劣化することがわかる。

【0047】

【発明の効果】本発明の高強度高韌性鋼によれば、0.8%C以下の所定成分の下、旧オーステナイト粒径のみならず、組織中に所定粒径、個数の未溶解炭化物を分散

析出する組織としたので、焼き戻しマルテンサイトを微細化することができ、高強度のみならず優れた韌性を備える。このため、高強度および高韌性が要求される種々用途の条鋼材、特にボルト用鋼材、ばね用鋼材として好適に利用される。

【図面の簡単な説明】

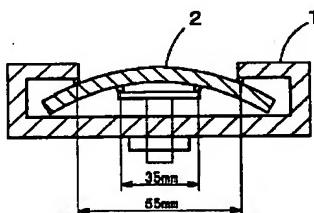
【図1】4点曲げー陰極チャージ試験に供する曲げ応力付加用治具の断面説明図である。

【図2】実施例1における強度指標である硬度HRCと、陰極CH寿命（4点曲げー陰極チャージ試験により得られた破断寿命）との関係を示すグラフである。

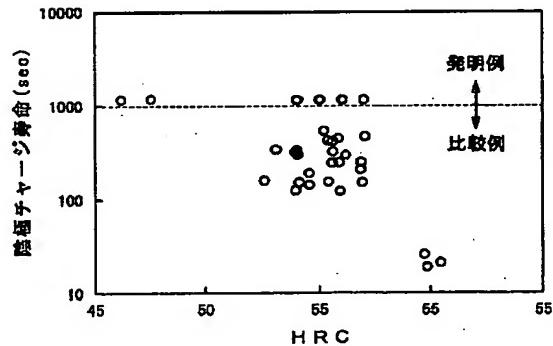
【図3】実施例1における未溶解炭化物の個数測定に供した金属組織写真の一例を示す図面代用写真である。

【図4】実施例2における硬度HRCと陰極CH寿命との関係を示すグラフである。

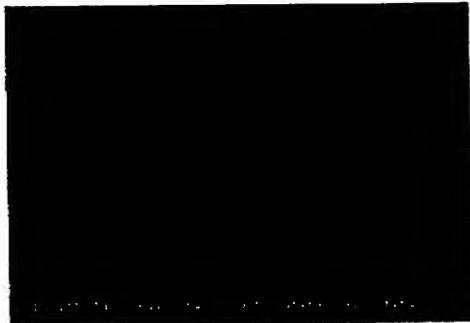
【図1】



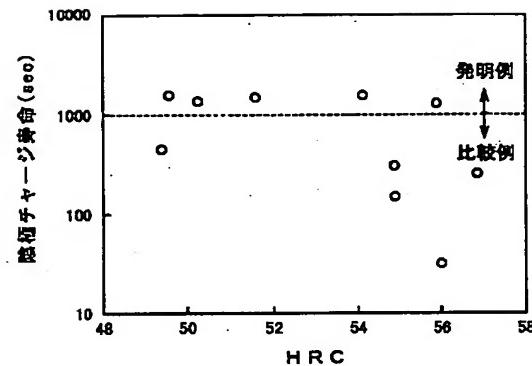
【図2】



【図3】



【図4】



フロントページの続き

(72)発明者 家口 浩

兵庫県神戸市西区高塚台1丁目5番5号
株式会社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内

Fターム(参考) 3J059 AB20 AD06 BC02

This Page is inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- BLACK BORDERS
- IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT OR DRAWING
- BLURED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS
- GRAY SCALE DOCUMENTS
- LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT
- REPERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY
- OTHER: _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.
As rescanning documents *will not* correct images problems checked, please do not report the problems to the IFW Image Problem Mailbox